

## 塑性变形与退火对 Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料性能的影响

刘满门<sup>1,2</sup>, 崔浩<sup>2</sup>, 赵君<sup>2</sup>, 谢明<sup>2</sup>, 王松<sup>2</sup>, 王塞北<sup>2</sup>, 胡洁琼<sup>2</sup>, 吴承玲<sup>3\*</sup>

(1. 东北大学 材料各向异性与织构教育部重点实验室, 沈阳 110819; 2. 昆明贵金属研究所 稀贵金属综合利用新技术国家重点实验室, 昆明 650106; 3. 昆明理工大学 城市学院, 昆明 650051)

**摘要:** 研究了塑性变形和退火处理对热压烧结 Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料力学及电学性能的影响。结果表明, 塑性变形+退火处理能显著提高复合材料的导电性, 其中 Ag-20%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>(体积分数)电阻率降幅达到 15.02%; 复合材料的抗拉强度随着变形量的增加而大幅提升, Ag-20%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料在  $\Phi 2$  mm 加工态时抗拉强度达到最高的 462.42 MPa, 经退火处理, 其强度降低 28.57%, 延伸率提高 435.11%, 达到 19.05%, 综合力学性能显著提高。

**关键词:** 金属基复合材料; 塑性加工; 退火; 电阻率; 力学性能

**中图分类号:** TG146.3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1004-0676(2018)04-0046-07

### Influence of Plastic Deformation and Annealing on Properties of Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> Composites

LIU Manmen<sup>1,2</sup>, CUI Hao<sup>2</sup>, ZHAO Jun<sup>2</sup>, XIE Ming<sup>2</sup>, WANG Song<sup>2</sup>, WANG Saibei<sup>2</sup>, HU Jieqiong<sup>2</sup>, WU Chengling<sup>3\*</sup>

(1. Key Laboratory of Anisotropy and Texture of Materials, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 2. State Key Laboratory of Advanced Technologies for Comprehensive Utilization of Platinum Metals, Kunming Institute of Precious Metals, Kunming 650106, China; 3. City College of Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

**Abstract:** The influence of plastic deformation and annealing on the mechanical and electrical properties of Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> composites prepared by hot-pressing technology was investigated. The electrical conductivity of Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> composites was obviously improved after plastic deformation and annealing. The electrical resistivity of Ag-20vol.%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> composite was reduced by 15.02%. The tensile strength of composites significantly increased with strain. The ultimate tensile strength of Ag-20%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> composite on a diameter of 2 mm reached up to 462.42 MPa. After annealing, the ultimate tensile strength decreased by 28.57%, while the elongation increased by 435.11% and reached up to 19.05%. Comprehensive mechanical properties significantly improved compared to raw composites.

**Key words:** metal matrix composites; plastic deformation; annealing; electrical resistivity; mechanical property

传统商用银基滑动电接触复合材料主要有 Ag/C(石墨)和 Ag/MoS<sub>2</sub> 体系。然而, 这两种复合材料的硬度和强度较低, 严重影响了它们的使用寿命和应用范围<sup>[1-2]</sup>。此外, 石墨和 MoS<sub>2</sub> 糟糕的抗氧化性能容易导致滑动电接触元件过早失效。因此, 开发具有优异综合性能的新型银基滑动电接触材料成

为当务之急。

MAX 相是一类三元层状化合物, 其中, M 为过渡金属, A 主要为 IIIA 或 IVA 族元素, X 为 C 或者 N。该类化合物中存在着金属键、过渡金属八面体的强共价键和层间弱结合力价键。这种特殊的结构赋予该类材料集金属和陶瓷的优异性能于一

收稿日期: 2018-05-02

基金项目: 国家重点研发计划(2017YFB0305700)、国家自然科学基金(51707087、51507075)和云南省应用基础研究面上项目(2016FB092)。

第一作者: 刘满门, 男, 博士研究生, 高级工程师, 研究方向: 新型稀贵金属电接触材料。E-mail: lmm@ipm.com.cn

\*通讯作者: 吴承玲, 女, 硕士, 讲师, 研究方向: 稀贵金属粉末冶金材料。E-mail: shuiyao82@163.com

身: 良好的导热性能和导电性能、高强度、高熔点、良好的热稳定性和抗氧化性能。其层状结构赋予了它们像石墨和 MoS<sub>2</sub> 一样的自润滑性能<sup>[3-6]</sup>。Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 是一种常见的 MAX 相, 它的弹性模量为 297 GPa, 硬度 (*HV*) 为 275, 而且电导率高达  $3.48 \times 10^6 \Omega^{-1} \text{m}^{-1}$ <sup>[7]</sup>。已经有研究表明, Cu-MAX 相复合材料, 包括 Cu-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 具有优良的力学与摩擦学性能<sup>[8-9]</sup>。

本研究组采用热压烧结法制备了 Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料, 该材料具有高硬度、高强度和高电导率的特性, 有望成为下一代滑动电接触材料<sup>[10]</sup>。高强度、高硬度 Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 增强颗粒的加入, 使得该复合材料塑性和韧性降低而难于加工<sup>[11]</sup>。塑性变形能够细化金属基体的晶粒、改善增强颗粒的分布, 从而提高复合材料的力学和电学性能<sup>[12]</sup>。为了进一步了解该复合材料的塑性变形行为以及塑性变形对材料性能的影响, 本文采用热挤压和冷拉拔等手段对 Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料 (Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 颗粒体积分数分别为 5%、10%、15% 和 20%) 进行加工变形, 观察复合材料在不同变形量时显微组织结构, 表征其力学、电学性能, 研究该材料在不同变形量时组织-性能之间的内在联系, 为进一步提高材料的综合性能及其实际应用提供理论支持。

## 1 实验

### 1.1 材料制备

原材料为 Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 粉末 (质量分数 98.4%, 平均

粒径 5 μm, 北京交通大学提供) 和雾化银粉 ( $\omega(\text{Ag}) \geq 99.5\%$ , 平均粒径 1 μm, 贵研铂业股份有限公司提供)。称取按实验设定配比的 Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 粉和银粉在滚筒式混粉机上进行机械混粉 24 h 获得复合粉末。采用热压烧结法对复合粉末进行致密化处理获得 Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料, 热压压力 30 MPa、热压温度 800°C、保温时间 2 h。热挤压在锻压机上进行, 由  $\Phi 28$  mm 的圆柱锭坯挤到  $\Phi 5$  mm 的棒材, 挤压温度为 800°C, 锻压机压力为 500 N。热挤压后的  $\Phi 5$  mm 棒材, 经 750°C 退火 120 min 后, 采用直拉机进行冷拉拔, 直至  $\Phi 2$  mm。平均道次变形量为 5.6%, 每 5 道次后 750°C 退火 30 min。

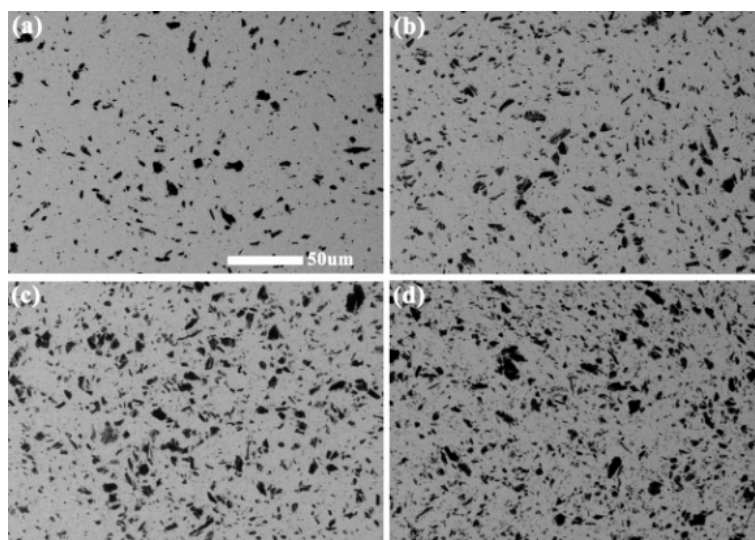
### 1.2 材料性能表征

取  $\Phi 5.0$ 、 $3.0$  和  $2.0$  mm 的样品测试其加工态和退火态性能。采用上海精密科学仪器有限公司 QJ44 型直流双臂电桥测试其电阻率, 采用 Shimadzu AG-IC 10 kN 万能试验机测试其应力-应变曲线, 采用 Hitachi SUPRA 35 扫描电镜观察其显微组织, 采用 Buehler VH3100 显微硬度计测试其显微硬度  $HV_{0.1}$ , 采用阿基米德方法测试样品密度。

## 2 结果与讨论

### 2.1 复合材料塑性变形过程中的显微组织变化

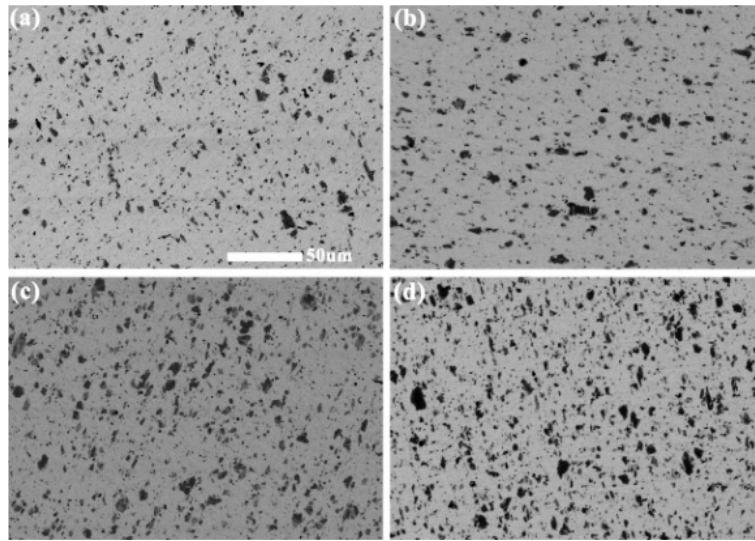
图 1 至图 4 分别为热压烧结态、热挤压  $\Phi 5.0$  mm、冷拉拔  $\Phi 3.0$  mm 和冷拉拔  $\Phi 2.0$  mm 的 Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料显微组织形貌。



(a). Ag-5vol.%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>; (b). Ag-10vol.%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>; (c). Ag-15vol.%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>; (d). Ag-20vol.%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>

图 1 热压烧结 Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料显微组织形貌

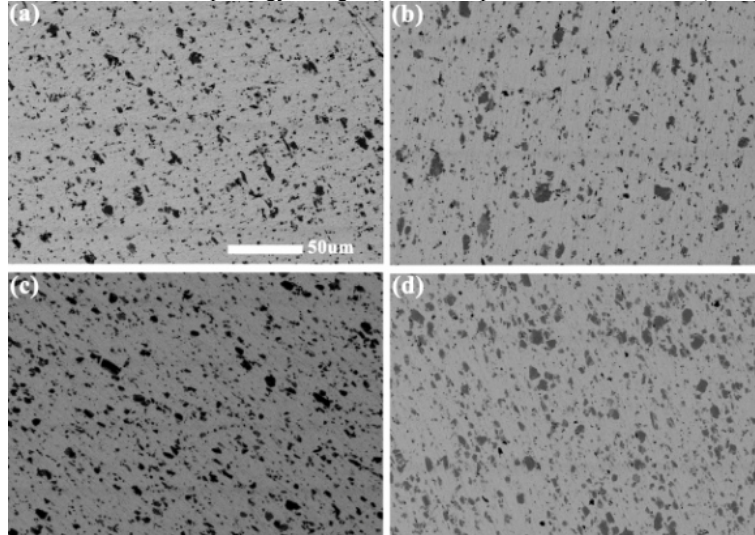
Fig.1 Microstructure morphology of Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> composites prepared by hot-pressing



(a). Ag-5vol.%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>; (b). Ag-10vol.%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>; (c). Ag-15vol.%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>; (d). Ag-20vol.%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>

**图 2 热挤压 Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料(Φ5.0 mm)显微组织形貌**

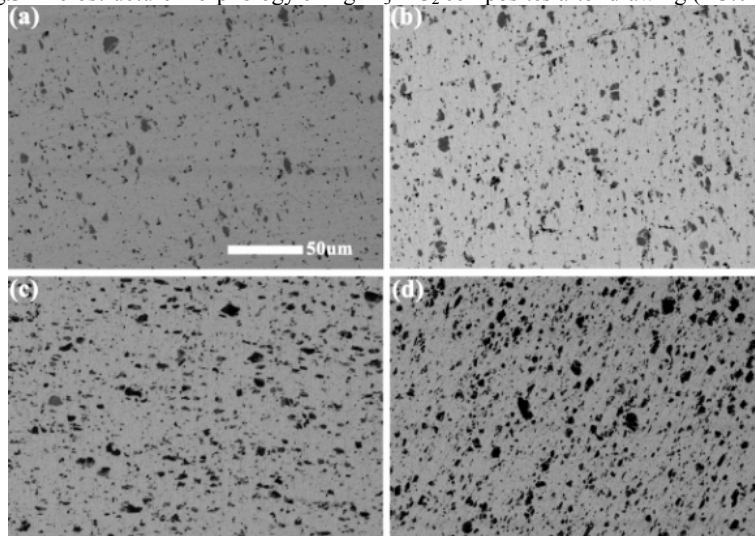
Fig.2 Microstructure morphology of Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> composites after extrusion (Φ5.0 mm)



(a). Ag-5vol.%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>; (b). Ag-10vol.%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>; (c). Ag-15vol.%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>; (d). Ag-20vol.%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>

**图 3 冷拉拔 Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料(Φ3.0 mm)显微组织形貌**

Fig.3 Microstructure morphology of Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> composites after drawing (Φ3.0 mm)



(a). Ag-5vol.%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>; (b). Ag-10vol.%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>; (c). Ag-15vol.%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>; (d). Ag-20vol.%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>

**图 4 冷拉拔 Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料(Φ2.0 mm)显微组织形貌**

Fig.4 Microstructure morphology of Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> composites after drawing (Φ2.0 mm)

图 1~4 中黑色不规则形状颗粒为增强相 Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>, 其尺寸约 3~20 μm, 大块组织灰色为基体 Ag。随着 Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 颗粒体积分数的增加, 团聚现象逐渐出现, 但未发现有明显的烧结孔洞存在。随着变形量的增加, 热压烧结态中少量团聚的 Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 增强颗粒逐渐分散, 其分布越来越均匀。在冷拉拔 Φ2.0 mm 的样品中, 可见 Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 颗粒沿加工方向定向分布的形态。

## 2.2 塑性变形和退火对复合材料密度的影响

表 1 列出了塑性变形和退火对不同直径的 Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料的密度。

表 1 不同塑性变形和退火\*所得不同直径 Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料的密度

Tab.1 Densities of Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> composites of different diameter after deformation and annealing\* / (g/cm<sup>3</sup>)

Ti <sub>3</sub> AlC <sub>2</sub> 体积分数	Φ28HP	Φ5P	Φ5A	Φ3P	Φ3A	Φ2P	Φ2A
5%	10.16	10.18	10.15	10.10	10.12	10.08	10.09
10%	9.80	9.81	9.79	9.76	9.78	9.75	9.77
15%	9.48	9.50	9.45	9.40	9.42	9.37	9.39
20%	9.15	9.18	9.14	9.12	9.13	9.10	9.12

\*注: HP 表示热压烧结态, P 表示加工态, A 表示退火态, 下同。

在热挤压过程中, 材料受三向压应力作用, 烧结期间残留的封闭孔洞在应力作用下被压实, 致密度进一步提高, 因此热挤压态(Φ5P)的复合材料密度较热压烧结态(Φ28HP)略有上升。退火过程中, 满足烧结动力学条件的被压实孔洞通过再次烧结“愈合”, 而较大的被压实孔洞无法满足烧结动力学条件, 则由于气体膨胀再次形成孔洞, 因此, 材料在退火后的密度(Φ5A)较热挤压态(Φ5P)略有下降。在冷拉拔过程中, 材料延变形方向受到拉应力作用, 在增强相颗粒的尖端位置, 容易由于应力集中而产生裂纹, 而这些裂纹在随后的退火过程中, 可能由于基体组织发生回复和再结晶而得到修复, 因此, 在变形量相同的情况下, 退火态密度比加工态的密度有所提高。总体看来, 在塑性加工过程中, 复合材料密度变化很小, 密度变化率最高为 Ag-15%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 的 0.94%。

## 2.3 塑性变形和退火对复合材料显微硬度的影响

表 2 列出了塑性变形和退火对不同直径的 Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料的显微硬度(HV<sub>0.1</sub>)。

表 2 不同塑性变形和退火所得不同直径 Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料的显微硬度

Tab.2 Micro hardness (HV<sub>0.1</sub>) of Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> composites of different diameter after deformation and annealing

Ti <sub>3</sub> AlC <sub>2</sub> 体积分数	Φ28HP	Φ5P	Φ5A	Φ3P	Φ3A	Φ2P	Φ2A
5%	94.5	94.8	81.6	95.2	83.2	102.3	88.5
10%	101.5	104.6	93.2	109.8	95.9	113.6	98.4
15%	112.0	116.1	103.7	119.7	106.2	129.4	115.6
20%	136.3	138.0	121.7	143.0	125.1	146.4	127.7

由于复合效应, 随着高硬度增强相颗粒含量的增加, 表 2 中复合材料的显微硬度越来越高, 热压烧结态(Φ28HP)的 Ag-20%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料 HV<sub>0.1</sub> 达到 136.3。由于加工硬化的原因, 随着变形量的增加, 相同成分复合材料的显微硬度随之增加, 其中硬度增幅最大的是 Ag-15%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>, 其 HV<sub>0.1</sub> 值由 112 增加到 129.4, 增幅达到 15.54%。退火则明显消除了加工硬化作用, 导致复合材料硬度显著下降。

## 2.4 塑性变形和退火对复合材料电阻率的影响

表 3 列出了塑性变形和退火对不同直径的 Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料的电阻率。

表 3 不同塑性变形和退火所得不同直径 Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料的电阻率 / (μΩ·cm)

Tab.3 Electrical resistivity of Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> composites of different diameter after deformation and annealing

Ti <sub>3</sub> AlC <sub>2</sub> 体积分数	Φ28HP	Φ5P	Φ5A	Φ3P	Φ3A	Φ2P	Φ2A
5%	2.90	2.68	2.52	2.62	2.47	2.59	2.45
10%	4.20	3.62	3.22	3.29	3.08	3.19	3.02
15%	5.26	5.19	5.02	5.13	4.91	5.05	4.69
20%	7.19	7.16	6.72	7.14	6.59	6.68	6.11

从表 3 可以看出, 塑性加工+退火工艺能够改善复合材料的电性能。经塑性加工+退火工艺后, 各个成分 Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料的电阻率均呈现出下降趋势。其中, Ag-20%Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 电阻率由 7.19 μΩ·cm 减少至 6.11 μΩ·cm, 降幅达到 15.02%。通常, 两相复合材料的电阻率由如下因素决定<sup>[13-15]</sup>: 1) 组成相各自的电阻率; 2) 组成相的成分配比; 3) 组成相的分布均匀性; 4) 组成相的尺寸、形状、取向及间距; 5) 组成相之间的化学反应情况; 6) 复合材料



的制备方法。本研究中,随着高电阻率  $\text{Ti}_3\text{AlC}_2$  颗粒含量的增加,复合材料的电阻率越来越高。塑性变形有利于改善复合材料组成相的分布均匀性,提高组成相的取向一致性,因此,随着变形量的增加,复合材料的电阻率随之降低,这一趋势在高  $\text{Ti}_3\text{AlC}_2$  含量的复合材料(特别是  $\text{Ag-20\%Ti}_3\text{AlC}_2$ )中体现得尤为明显。退火可以促进银基体的回复与再结晶乃至晶粒长大,消除复合材料中的某些缺陷,而缺陷

对电子的散射作用是导致复合材料电阻率上升的重要因素,因此,经过退火的复合材料,其电阻率比加工态明显降低。

## 2.5 塑性变形和退火对复合材料抗拉强度及延伸率的影响

图 5 为直径为 3 mm 和 2 mm 的  $\text{Ag-Ti}_3\text{AlC}_2$  复合材料在加工态(P)和退火态(A)下的工程应力-应变曲线。

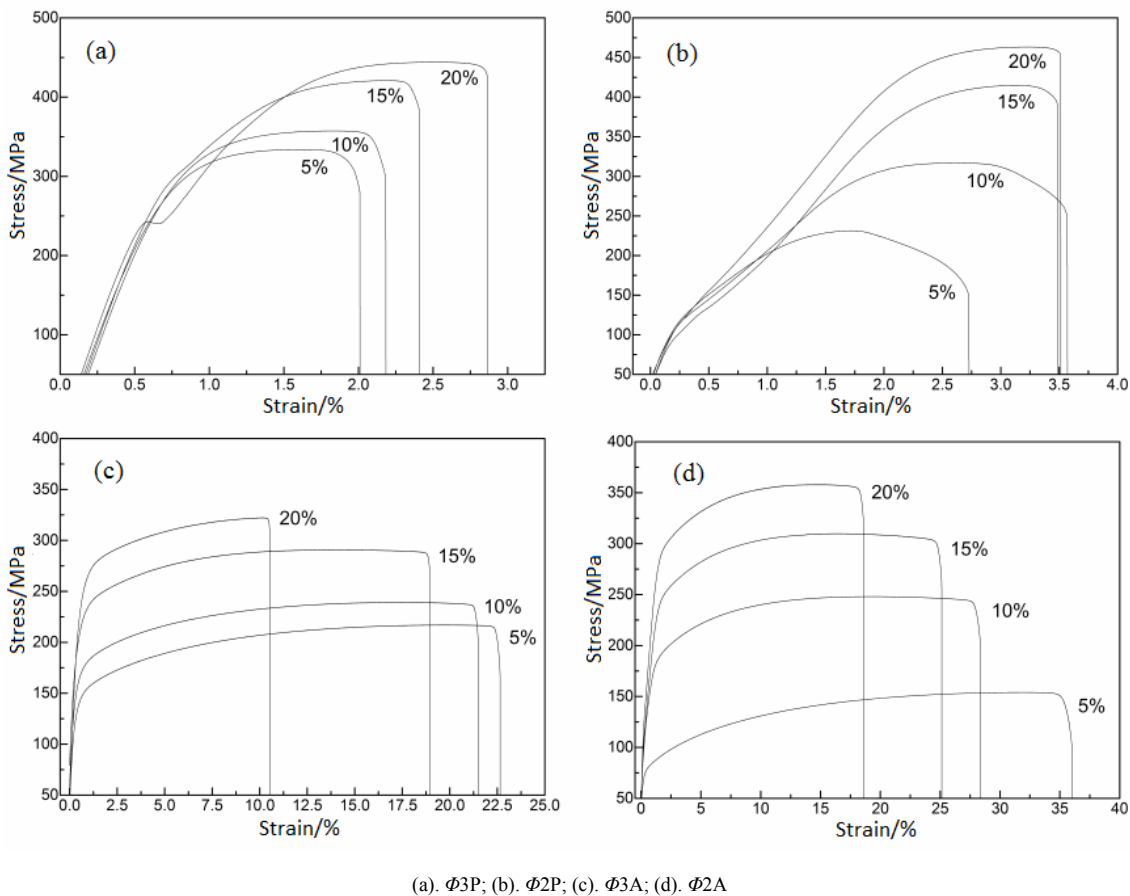


图 5  $\text{Ag-Ti}_3\text{AlC}_2$  复合材料加工过程中的拉伸应力-应变曲线

Fig.5 Tensile stress-strain curve of  $\text{Ag-Ti}_3\text{AlC}_2$  composites

从图 5 可以看出,不论在加工态或退火态,在  $\text{Ti}_3\text{AlC}_2$  增强相体积分数为 5%~20% 的范围内,增强相含量越高,复合材料的抗拉强度越高,其中,  $\Phi 2$  mm 的  $\text{Ag-20\%Ti}_3\text{AlC}_2$  复合材料抗拉强度最高,达到 462.42 MPa。对比  $\Phi 3$  mm 与  $\Phi 2$  mm 复合材料应力-应变曲线可以发现,随着变形量的增加,复合材料抗拉强度和延伸率在加工态和退火态均有提高。以  $\text{Ag-20\%Ti}_3\text{AlC}_2$  复合材料为例,加工态下,  $\Phi 2$  mm 时,其抗拉强度为 462.42 MPa,延伸率为 3.56%,较  $\Phi 3$  mm 时的 446.98 MPa 与 2.48% 均有提高;退

火态下,  $\Phi 2$  mm 时抗拉强度为 357.26 MPa,延伸率为 19.05%,较  $\Phi 3$  mm 时的 321.26 MPa 与 10.27% 亦有提高。退火处理能在牺牲部分强度的情况下大幅提高复合材料的延伸率,  $\Phi 3$  mm 时,退火处理能将断后延伸率提高 314.11%,而强度降低量为 22.74%;  $\Phi 2$  mm 时,退火处理能将断后延伸率提高 435.11%,强度降低量为 28.57%。

## 2.6 机理探讨

$\text{Ag-Ti}_3\text{AlC}_2$  复合材料的增强机制包括细晶强化机制和弥散强化机制。就细晶强化机制而言,细小

的晶粒意味着更多的晶界, 晶界可以有效地阻碍位错运动。Hall-Patch 关系式描述了晶粒尺寸与材料力学性能的关系:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \quad (1)$$

式(1)中  $\sigma_y$  是屈服强度,  $d$  是平均晶粒尺寸,  $\sigma_0$  和  $k_y$  是材料常数。Hall-Patch 关系式指出金属基体的晶粒越细, 复合材料的强度越高<sup>[16]</sup>。通常, 第二相颗粒能够作为形核基底甚至异质晶核而促进基体金属的形核, 此外, 第二相颗粒能够阻碍位错运动, 抑制晶粒长大, 因此, 复合材料增强相颗粒含量越高, 金属基体晶粒越细<sup>[17]</sup>。加工变形能够破碎基体金属的晶粒, 从而提高复合材料的强度。因此, 变形量越大, 复合材料的强度越高。弥散强化机制又称为 Orowan 机制, 该机制指出复合材料中的增强相颗粒能够阻碍位错的运动。复合材料屈服强度的增加可以由下式表示:

$$\Delta\sigma_{or} = \frac{0.13Gb}{\lambda} \ln\left(\frac{r}{b}\right) \quad (2)$$

式(2)中,  $\Delta\sigma_{or}$  表示屈服强度的增量,  $\lambda$  是增强相颗粒间距,  $r$  表示颗粒平均半径,  $G$  表示剪切模量,  $b$  表示伯氏矢量大小。其中  $\lambda$  是颗粒尺寸  $d_p$  与体积分数  $V_p$  的函数, 可以表示为:

$$\lambda \approx d_p \left[ \left( \frac{1}{2V_p} \right)^{1/3} - 1 \right] \quad (3)$$

由 Orowan 机制可知, 复合材料的强度随着增强相体积分数的增加及其颗粒尺寸的减小而提高, 此外, 增强相颗粒以合适的间距均匀分布也有利于提高复合材料的强度<sup>[18-19]</sup>。复合材料在加工变形过程中, 团聚的增强相颗粒能够随着基体金属的流动而分散, 逐渐达到均匀弥散分布, 复合材料的强度随之提高。

Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料经退火处理后, 抗拉强度明显降低, 延伸率则显著提高。通常, 材料的强度和延伸率此消彼长, 很难同时兼得, 颗粒增强金属基复合材料也不例外<sup>[20-22]</sup>。复合材料延伸率降低的主导因素是材料内部缺陷的增加<sup>[23]</sup>。塑性变形过程中, 金属基体沿滑移面滑动而产生大量位错, 在增强颗粒附近大量塞积, 这些内部缺陷有利于提高材料的强度, 但是裂纹一旦形成, 则极易在外力作用下迅速扩展, 造成复合材料的断裂<sup>[24]</sup>。退火处理能引发基体金属的回复、再结晶及晶粒长大, 大量消除基体中的缺陷, 从而提高复合材料的延伸率。

### 3 结论

通过 Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料塑性变形过程中密度、组织、性能表征与分析, 研究了塑性加工和退火处理对其力学、电学性能的影响规律:

- 1) 塑性变形能显著改善 Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料中增强相颗粒的分布均匀性。
- 2) 随着变形量的增加, 增强相颗粒分布均匀性得到改善, Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料的导电性能呈上升趋势, 经退火处理消除内部加工缺陷, 可显著降低复合材料的电阻率。
- 3) 随着变形量的增加, Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料的硬度和强度越来越高, 通过退火处理, 复合材料的硬度和强度略有下降, 但延伸率大幅提高。
- 4) Ag-Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> 复合材料的强化机制包括细晶强化和弥散强化。

### 参考文献:

- [1] MAO F. Synthesis, characterization, and evaluation of ag-based electrical contact materials[M]. Uppsala, Sweden: University of Uppsala, 2017.
- [2] GRANDIN M, WIKLUND U. Wear and electrical performance of a slip-ring system with silver-graphite in continuous sliding against PVD coated wires[J]. Wear, 2016, 348/349: 138-147.
- [3] BARSOUM M W. The M<sub>N+1</sub>AX<sub>N</sub>/Cu phases: A new class of solids[J]. Progress in solid state chemistry, 2000, 28(1): 201-281.
- [4] 高立强, 周洋, 翟宏祥, 等. M<sub>n+1</sub>AX<sub>n</sub> 三元层状陶瓷增强铜基复合材料的研究进展[J]. 材料导报, 2006, 20(11): 397-400.  
GAO L Q, ZHOU Y, ZHAI H X, et al. Research status and progress Of M<sub>n+1</sub>AX<sub>n</sub>/Cu composites[J]. Materials review, 2006, 20(11): 397-400.
- [5] DROUELLEA E, JOULAINA A, CORMIERA J, et al. Deformation mechanisms during high temperature tensile creep of Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> MAX phase[J]. Journal of alloys and compounds, 2017, 693: 622-630.
- [6] 胡洁琼, 谢明, 陈家林, 等. Ti<sub>3</sub>AC<sub>2</sub> 相(A = Si, Sn, Al, Ge) 电子结构、弹性性质的第一性原理研究[J]. 物理学报, 2017, 66(5): 270-279.

- HU J Q, XIE M, CHEN J L, et al. First principles study of electronic and elastic properties of  $Ti_3AC_2$  (A = Si, Sn, Al, Ge) phases[J]. *Acta physica sinica*, 2017, 66(5): 270-294.
- [7] WANG X H, ZHOU Y C. Layered machinable and electrically conductive  $Ti_2AlC$  and  $Ti_3AlC_2$  ceramics: A review[J]. *Journal of materials science & technology*, 2010, 26(5): 385-416.
- [8] 闫程科, 周延春.  $Ti_2SnC$  颗粒增强铜基复合材料的力学性能[J]. *金属学报*, 2003, 39(1): 99-103.
- YAN C K, ZHOU Y C. Mechanical properties of  $Ti_2SnC$  particulate reinforced Cu matrix composites[J]. *Acta metallurgica sinica*, 2003, 39(1): 99-103.
- [9] WANG W J, ZHAI H X, CHEN L L, et al. Sintering and properties of mechanical alloyed  $Ti_3AlC_2$ -Cu composites [J]. *Materials science and engineering A*, 2017, 685: 154-158.
- [10] LIU M, CHEN J, CUI H, et al. Ag/ $Ti_3AlC_2$  composites with high hardness, high strength and high conductivity[J]. *Materials letter*, 2018, 213: 269-273.
- [11] 秦蜀懿, 张国定. 改善颗粒增强金属基复合材料塑性和韧性的途径与机制[J]. *中国有色金属学报*, 2000, 10(5): 5-13.
- QIN S Y, ZHANG G D. Methods and mechanisms to improve ductility and toughness of particle reinforced metal matrix composites[J]. *The Chinese journal of nonferrous metals*, 2000, 10(5): 5-13.
- [12] KAMAT S V, ROLLETT A D, HIRTH J P. Plastic deformation in Al-alloy matrix-alumina particulate composites[J]. *Scripta metallurgica et materialia*, 1991, 25(25): 27-32.
- [13] LUX F J. Review model proposed to explain the electrical conductivity of mixture made of conductive and insulating materials[J]. *Journal of materials and science*, 1993, 28(2): 285-301.
- [14] FAN Z. A new approach to the electrical resistivity of two-phase composites[J]. *Acta metallurgica et materialia*, 1995, 43(1): 43-49.
- [15] KOVIK J. Electrical conductivity of two-phase composite material[J]. *Scripta materialia*, 1998, 39(2): 153-157.
- [16] NIEH T G, WADSWORTH J W. Hall-petch relation in nanocrystalline solids[J]. *Scripta metallurgica et materialia*, 1991, 25(4): 955-958.
- [17] HUMPHREYS F J. A unified theory of recovery, recrystallization and grain growth, based on the stability and growth of cellular microstructures-II the effect of second-phase particles[J]. *Acta materialia*, 1997, 45(12): 5031-5039.
- [18] AKBARPOUR M R, SALAH I E, HESARI F A, et al. Microstructural development and mechanical properties of nanostructured copper reinforced with SiC nanoparticles[J]. *Materials science and engineering A*, 2013, 568 (15): 33-39.
- [19] LI M Q, ZHAI H X, HUANG Z Y, et al. Tensile behavior and strengthening mechanism in ultrafine  $TiC_{0.5}$  particle reinforced Cu-Al matrix composites[J]. *Journal of alloys and compounds*, 2015, 628: 186-194.
- [20] ZHAO Y H, LIAO X Z, CHENG S, et al. Simultaneously increasing the ductility and strength of nanostructured alloys[J]. *Advanced materials*, 2006, 18(17): 2280-2283.
- [21] ZHU J H, LIU H Z, LIU L, et al. Preparation and characterisation of electroformed Cu/nano  $Al_2O_3$  composite[J]. *Metal science journal*, 2007, 23(6): 665-670.
- [22] FERKEL H. Properties of copper reinforced by laser-generated- $Al_2O_3$ -nanoparticles[J]. *Nanostructured materials*, 1999, 11(5): 595-602.
- [23] GRIESELER R, CAMARGO M K, HOPFELD M, et al. Copper-MAX-phase composite coatings obtained by electro-co-deposition: A promising material for electrical contacts[J]. *Surface and coating technology*, 2017, 321: 219-228.
- [24] ASHBY M F. Work hardening of dispersion-hardened crystals[J]. *Philosophical magazine*, 1966, 14(132): 1157-1178.